

феррованадия существенно повышает сопротивление изнашиванию как при испытаниях в мягком абразиве, так и в результате трения скольжения твердосплавного шарика по поверхности азотистых покрытий.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант 09-08-059-а.

Список литературы

1. Шейнман Е.Л. Абразивный износ. Обзор американской перчатки. Абразивная стойкость материалов // Трение и износ. 2006. Том 27, №1. С.110-122.
2. Филиппов М.А., Б.А.Кулишенко, Вальков Е.В. Износостойкость наплавочного сплава с метастабильным аустенитом // МиТОМ 2005. №1. С.9-11.
3. Панин В.Е., Белюк С.И., Дураков В.Г. и др. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий // Сварочное производство, 2000. - №2. – С. 34-38.
4. Коршунов Л.Г., Гойхенберг Ю.Н., Терещенко Н.А., Уваров А.И., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Износостойкость и структура поверхностного слоя азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей при трении и абразивном воздействии // ФММ. 1997. Т. 84. Вып. 5. С. 137-149.

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В АУСТЕНИТНЫХ АЗОТИСТЫХ ПОКРЫТИЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКОЙ

И.А. КОПЫЛОВА, Е.А. ИВАНОВА, Н.А. НАРКЕВИЧ

Томский политехнический университет

Известно, что лазерная и электроннолучевая обработки, а также методы нанесения покрытий с использованием концентрированных потоков энергии позволяют получать упрочненные поверхностные слои. Эффект упрочнения достигается благодаря формированию градиентной по химическому составу композиции: упрочняемая поверхность - покрытие, в которой покрытию, обладающему особыми свойствами, отведена роль рабочей поверхности. В покрытии благодаря высокой скорости кристаллизации и охлаждения образуются пересыщенные твердые растворы, развивается высокотемпературный наклеп, повышается плотность дефектов кристаллического строения и, под действием напряжений, имеющих различную природу, идут пластические сдвиги [1]. Остаточные напряжения возникают в поверхностных слоях при обработке лазерным или электронным пучками с оплавлением и при температурах ниже солидуса. Часто они приводят к значительному изменению формы и размеров упрочняемого изделия, разрушению или отслаиванию покрытия. Уменьшить величину остаточных напряжений совершенствованием технологических приемов нанесения покрытий практически невозможно, поскольку помимо разницы в химическом составе, и следовательно в термических коэффициентах линейного расширения упрочняемой поверхности и покрытия, определяющую роль в формировании напряженного состояния играют температурные градиенты. В связи с этим наиболее перспективным направлением является разработка покрытий, которые способны не только упрочнять рабочие поверхности деталей машин и механизмов, но и релаксировать остаточные и внешние приложенные напряжения путем трансформирования своей структуры.

Настоящая работа посвящена исследованию механизмов релаксации остаточных напряжений в покрытии, полученном электронно-лучевой наплавкой, с аустенитной основой, легированной азотом.

В работе исследовано покрытие, полученное электронно-лучевой наплавкой порошка 60X24AG16 (0,57 масс.% C; 24,4 Cr; 16,4 Mn; 0,7N, остальное Fe), дисперсностью ≤ 50 мкм. Наплавку проводили на жестко закрепленные в оправке пластины из стали 65Г шириной 20 мм, длиной 100 мм и толщиной 8 мм на установке ЭЛУ-5. Параметры электронно-лучевой наплавки подбирались экспериментально, исходя из требования получения на упрочняемой поверхности жидкой металлической ванны с температурой, превышающей ликвидус не более чем на 100-150⁰С. Такое ограничение позволяет минимизировать потери легирующих элементов вследствие их испарения, обеспечивает однородное растворение частиц наплавочного порошка в расплаве и позволяет формировать плотные покрытия с минимально возможной шероховатостью. Электронный пучок разворачивали в две линии. В жидкометаллическую ванну, образованную первой линией на поверхности подложки, через дозатор со скоростью 7÷10 г/мин подавался наплавочный порошок. Вторая линия переплавляла его, захватывая подложку. Покрытие толщиной 2-3 мм наплавляли за несколько проходов, каждый из которых формирует слой в $\sim 0,5$ мм. Ток электронного пучка изменялся в пределах 0,02÷0,04А, при скорости перемещения подложки относительно электронного пучка 3 мм/с. Химический анализ полученных покрытий проводили методом О-же электронной спектроскопии на приборе Шхуна-2. Структуру и фазовый состав покрытия исследовали на металлографическом микроскопе AXIOVERT-25CA и дифрактометре ДРОН-4М на торцевых шлифах и послойно с разрезкой покрытия электроискровым способом на пластины толщиной 0,5 мм в направлении, параллельном поверхности основного материала, то есть съемкой дифрактограмм в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Микродеформации кристаллической решетки покрытия, вызванные действием напряжений II рода, определяли по уширениям дифракционных максимумов [2] в пластинах, толщиной 0,5 мм, вырезанных электроискровым способом с последующей электрополировкой.

Азотистое покрытие формируется электронно-лучевой наплавкой в неравновесных условиях, обусловленных высокой скоростью нагрева, расплавления, кристаллизации и охлаждения покрытия, а также технологически необходимым воздушным вакуумом в наплавочной камере. Эти условия в сочетании с направленным охлаждением определяют формирование покрытия с текстурой кристаллизации, с измененными по отношению к наплавочному порошку химическим и фазовым составом. По данным О-же спектроскопии химический состав азотистого покрытия практически не изменился, в то время как фазовый претерпел существенные изменения. В наплавочном порошке азот находится в связанном состоянии в нитридах хрома, а в наплавленном покрытии вследствие высокой скорости охлаждения азот полностью переходит в твердый раствор.

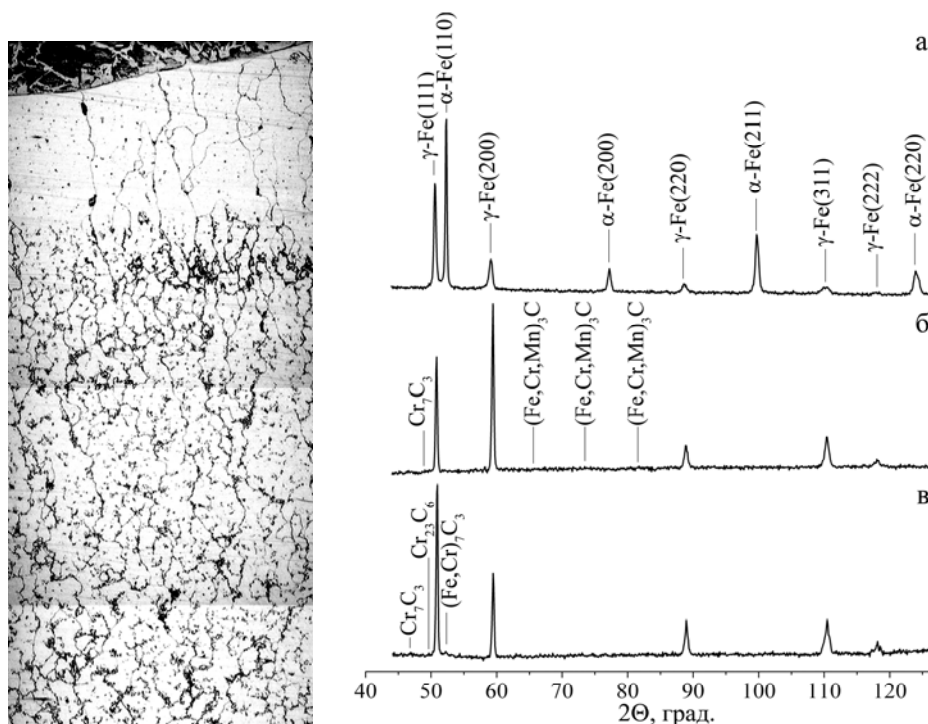


Рисунок 1 - Фрагмент панорамы структура покрытия, полученного электронно-лучевой наплавкой порошка стали 60X24AG16

Рисунок 2 - Дифрактограммы, полученные съемкой зоны сплавления покрытия, наплавленного порошком 60X24AG16 от торцевого шлифа (плоскость шлифа перпендикулярна плоскости основного материала из стали 65Г) -а, от слоя покрытия, примыкающего к зоне сплавления -б и поверхностного слоя покрытия -в. Дифрактограммы б, в получены от пластин, вырезанных параллельно плоскости основного материала из стали 65Г

На рисунке 1 показан фрагмент панорамы структуры наплавленного покрытия, на которой выявляется зона, шириной 300 мкм крупнокристаллических аустенитных зерен, вытянутых в направлении, перпендикулярном основному металлу и совпадающем с направлением движения фронта кристаллизации. Размер зерен в поперечном сечении изменяется от 30 до 120 мкм с коэффициентом неравноосности $k=2$. Анализ дифрактограммы, полученной съемкой без вращения с торцевой поверхности образца, показал, что в этом слое покрытия формируется текстура кристаллизации со значительным увеличением интенсивности дифракции от плоскостей $\{111\}$ по сравнению со стандартными данными, соответствующими нетекстурованному γ -Fe.

Анализ дифрактограммы, снятой от этого же слоя покрытия в направлении, параллельном поверхности основного металла, выявил другую преимущественную ориентацию аустенитных зерен в плоскости шлифа, соответствующую семейству плоскостей $\{200\}$, рис.2, что свидетельствует о сложной текстуре, формирующейся в процессе кристаллизации покрытия и обусловленной не только направленным охлаждением, но и температурным градиентом в пятне нагрева электронным пучком. Текстура в поверхностных слоях покрытия проявляется в значительно меньшей степени.

Поскольку упрочняемая пластина при наплавке была жестко закреплена, частично остаточные напряжения, по величине превосходящие предел текучести, ре-

лаксировали путем деформирования материала покрытия. При металлографических исследованиях шлифов, вырезанных в двух взаимно перпендикулярных направлениях, в отдельных, вероятно, в наиболее благоприятно ориентированных зернах аустенита наблюдается множественное двойникование, рис. 3, являющееся одним из основных механизмов деформации сплавов с низкой энергией дефекта упаковки. Двойники деформации наблюдаются во всем объеме покрытия. Как показано в [1], наблюдаемое множественное двойникование указывает на импульсный, высокоскоростной характер термопластической деформации в материалах, обработанных концентрированными потоками энергии.

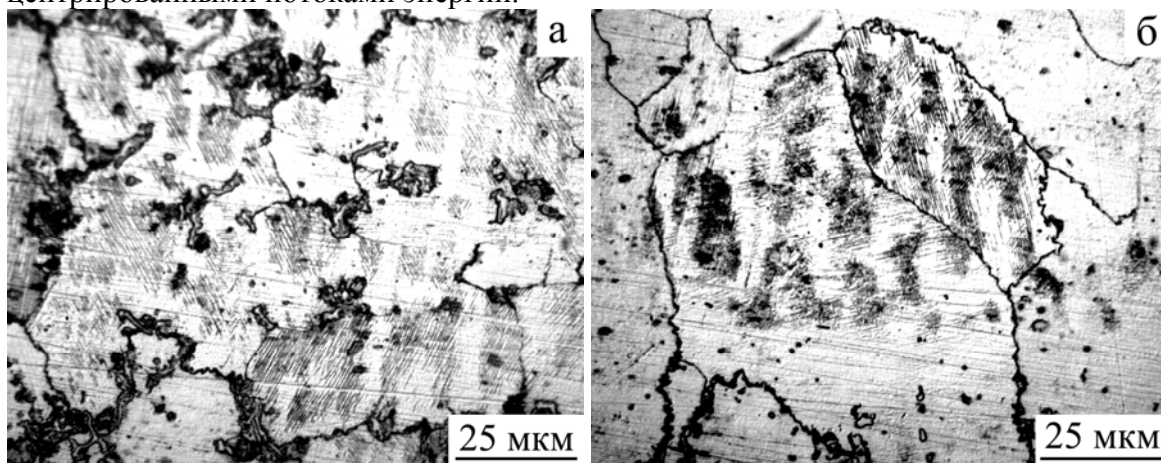


Рисунок 3 - Структура поверхностного слоя покрытия - а и слоя вблизи с зоной сплавления на торцевом шлифе, вырезанном перпендикулярно поверхности основного металла - б

Экспериментально установлено, что в результате пластической деформации в структуре покрытия возникли так называемые напряжения II рода, вызывающие смещения атомов из узлов кристаллической решетки при зарождении и движении дислокаций, при легировании твердого раствора. В качестве эталона для определения физического уширения использовали фрагмент покрытия после закалки от 1150°C в воде и электролитического полирования. Целью назначенной термообработки было рекристаллизовать покрытие и сформировать структуру, максимально приближенную к структуре покрытия после электронно-лучевой наплавки. Методом аппроксимации установлено, что уширения дифракционных максимумов от плоскостей (111), (220), (311) (222) обусловлены исключительно микродеформациями кристаллической решетки. Величина блоков когерентного рассеяния, существенно превышает 100 нм, что позволяет исключить влияние измельчения структуры покрытия на уширение (погрешность метода превышает измеряемую величину D). Микродеформации в слое покрытия, расположенном рядом с зоной сплавления со структурой крупнокристаллического аустенита, и в поверхностном слое составляют 0,0173% и 0,009% соответственно. Плотность дислокаций ρ , рассчитанная по формуле $\rho = A\beta^2$ [3], где β - физическое уширение линии (111) аустенита, рад. и A - постоянный коэффициент, равный 2×10^{16} в слое покрытия, расположенном рядом с зоной сплавления составляет $2,44 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а в поверхностном слое $2,25 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. На увеличение ширины дифракционных максимумов могут оказывать влияние множество факторов, в том числе степень легирования твердого раствора. Незначительное увеличение микродеформаций и плотности дислокаций в слое покрытия, сопрягаю-